第30卷 第1期 材 料 研 究 学 报 Vol. 30 No. 1
2016年1月 CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH January 2016

316L不锈钢在表面机械滚压处理时的形变诱导马氏体相变和组织细化过程*

许久凌[1,2] 黄海威[2] 赵明纯[1] 王镇波[2] 卢 柯[2,3]

1. 中南大学材料科学与工程学院 长沙 410083
2. 中国科学院金属研究所 沈阳材料科学国家(联合)实验室 沈阳 110016
3. 南京理工大学格莱特纳米科技研究所 南京 210094

摘 要 采用表面机械滚压处理(SMRT)在316L不锈钢表面制备出梯度纳米结构(GNS)表层, 研究了SMRT对GNS表层中的相组成和微观组织演变的影响机制。结果表明: 经SMRT后316L不锈钢表层的奥氏体相发生形变诱导马氏体相变, 且马氏体含量随着SMRT压下量的增大而增多; 微观组织的细化过程先后经历了高密度位错生成和交互作用、形变孪生、形变诱导马氏体相变和马氏体晶粒细化过程, 最终在最表层形成以马氏体相为主、晶粒尺寸~55 nm的纳米晶组织。

关键词 金属材料, 纳米材料, 表面机械滚压处理, 梯度纳米结构, 316L不锈钢, 形变诱导马氏体相变

分类号 TG142 文章编号 1005-3093(2016)01-0015-08

Processes of Deformation-induced Martensite Transformation and Microstructure Refinement of 316L Stainless Steel during Surface Mechanical Rolling Treatment

XU Jiuling[1,2] HUANG Haiwei[2] ZHAO Mingchun[1] WANG Zhenbo[2**] LU Ke[2,3]

1. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China

2. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

3. Herbert Gleiter Institute of Nanoscience, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China

*Supported by National Basic Research Program of China No. 2012CB932201, Key Research Program of Chinese Academy of Sciences No. KGZD- EW- T06, and Shenyang National Laboratory for Materials Science No. 2015RP04.

Manuscript received April 8, 2015; in revised form May 29, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (024)83971890, E-mail: zbwang@imr.ac.cn.

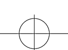
ABSTRACT A gradient and nanostructured (GNS) surface layer was formed on a 316L stainless steel sample by using surface mechanical rolling treatment (SMRT). The effect of SMRT on the evolution of phase composition and microstructure was studied of the GNS surface layer. The results show that deformation-induced martensite transformation occurs in the surface layer after SMRT, and the martensite amount increases with the increasing penetration depth of SMRT. The microstructural refinement mechanism includes subsequently the formation and interaction of various dislocations, deformation twinning, deformation-induced martensite transformation, and martensite refinement. Finally, nanostructure with mostly martensite and a mean grain size of *ca*. 55 nm was achieved in the topmost surface layer of the 316L sample.

* 国家重点基础研究发展计划资助项目2012CB932201, 中国科学院重大突破择优支持项目KGZD-EW-T06, 沈阳材料科学国家(联合)实验室资助项目2015RP04。

2015年4月8日收到初稿; 2015年5月29日收到修改稿。

本文联系人: 王镇波, 研究员

DOI: 10.11901/1005.3093.2015.191



KEY WORDS metallic materials, nanostructured material, surface mechanical rolling treatment, gradient nanostructure, 316L stainless steel, deformation-induced martensitic transformation

对金属材料进行塑性变形以在其表面制备梯度纳米晶结构表层, 即晶粒尺寸随着距表面深度的增大从纳米尺度连续增大到微米尺度。这是在提高材料强度的同时使其具备良好塑形的有效方法[1]。用表面机械研磨处理(SMAT)和表面机械碾压处理(SMGT)等表面机械处理技术可强化不锈钢材料, 显著提高其硬度和强度[2-4]。此外, 表层的纳米晶组织还能有效抑制疲劳裂纹萌生, 提高材料的疲劳强度[5]。

低层错能的奥氏体不锈钢主要通过位错滑移、变形孪晶以及马氏体相变的方式协调塑性变形过程, 影响变形机制的因素包括材料的成分、晶粒尺寸、应变速率及变形温度等[6]。奥氏体钢在室温及室温以下塑性变形时容易生成马氏体相, 即发生形变诱导马氏体相变。与304不锈钢[7-9]在冷加工变形过程中出现明显的马氏体转变现象不同, 316L作为一种奥氏体相稳定性更高的不锈钢, 合金成分的增加及层错能的提高使其在普通的室温塑性变形过程中难以大范围发生马氏体相变。这种情况, 也与普通冷变形方式下形变诱发马氏体相变的驱动力不足、形核点少有关。增加应变量和降低变形温度可加快奥氏体向马氏体的转变[10], 在室温下316L不锈钢高速变形的主要方式为孪生, 通常可得到高密度的纳米孪晶[11]。在不考虑绝热升温的情况下对表面施加强烈的塑性变形能产生大量缺陷, 为马氏体相变提供形核点并诱发表面发生相变, 从而利用形变诱导马氏体转变与变形孪晶的协同作用使晶粒细化至纳米晶[12]。

通过表面机械滚压处理(SMRT)可在316L不锈钢上获得厚度达1 mm、最表层晶粒尺寸~30 nm的梯度结构表层, 显著提高材料的抗拉和疲劳强度[13]。本文采用不同变形量对316L不锈钢进行SMRT处理, 研究表层中微观结构和相组成变化, 以阐明316L不锈钢在SMRT过程中的形变诱导马氏体转变和晶粒纳米化机制。

1 实验方法

实验用316L奥氏体不锈钢的化学成分(质量分数%)为: Fe-0.03C-0.03Si-16.72Cr-10.7Ni-1.01Mn-2.12Mo-0.016S-0.042P。原始样品经1100℃奥氏体化保温1 h并水淬处理, 然后车削掉表面氧化层, 得到直径为10 mm的圆棒样品。其原始组织为奥氏体粗晶, 平均晶粒尺寸约为100 μm。

在数控车床上对棒状样品进行SMRT处理, 其设备和详细加工过程参见文献[5, 13]。将安装在滚压刀具头部、可以自由滚动的WC-Co硬质合金球(直径为8 mm)压入样品表层一定深度 a_p, 样品以188.4 mm/s的周向线速度旋转, 同时刀具以0.15 mm/s的速度沿样品轴线方向移动。在处理过程中球与样品之间采用油润滑和冷却。在硬质合金球的作用下样品表面发生高应变速率变形, 导致晶粒显著细化。为了得到不同变形和细化程度的表层将SMRT过程重复不同道次, 每道次 a_p 增加40 mm, 其他参数保持不变。经SMRT处理后样品的宏观尺寸不变, 表面光滑。

使用电火花切割机切取SMRT处理面样品, 对其进行物相分析, 使用D/MAX 2400 X衍射衍射(XRD)分析仪, 采用射线为Cu-K_α, 扫描角度范围40–100°, 步长0.02°。分别选用奥氏体相(γ)的(200), (220), (311)衍射峰和马氏体相(α')的(200), (211), (220)衍射峰, 不同道次处理后样品表层的马氏体含量(体积分数)为

$$V_\alpha = \frac{1/n\sum_{j=1}^{n} I_{\alpha'}^{j}/R_{\alpha'}^{j}}{1/n\sum_{j=1}^{n} I_{\alpha'}^{j}/R_{\alpha'}^{j} + 1/n\sum_{j=1}^{n} I_{\gamma}^{j}/R_{\gamma}^{j}} \qquad (1)$$

式中 n, I 和 R 分别为对应相(α' 和 γ)衍射峰的个数、衍射峰强度因子和材料散射因子。取3次不同位置测量的平均值和均方差为相应样品中马氏体含量的值和误差。

在SMRT处理面上电镀一层厚约500 μm的纯Ni保护层, 随后将样品截面磨平并机械抛光, 制备截面样品。先在FEI NanoSEM Nova 430场发射扫描电子显微镜(SEM)上观察截面形貌和微观组织, 观察前对机械抛光后的样品进行电解抛光, 抛光液为10%(体积分数)高氯酸酒精溶液。用JEOL-2010透射电子显微镜(TEM)进一步观察表面及截面不同深度处微观结构, TEM样品的制备方法详见文献[13]: 将其用手工预磨至40 μm, 然后采用双喷预减薄后再用离子减薄仪减薄至中心穿孔。用Qness Q10 A+维氏硬度计在截面样品上测定不同深度处的显微硬度, 载荷为25 g, 加载时间为10 s。

2 结果和讨论

2.1 SMRT样品微观结构及硬度变化

图1给出了316L不锈钢经SMRT 1道次(SMRT-1P)和6道次(SMRT-6P)后样品的横截面形貌像。可

以看出, SMRT-1P试样表层已经发生严重塑性变形, 获得一层深度约为250 μm的梯度结构表层: 最表层10 μm内微观组织显著细化, 难以在SEM下观察清楚; 亚表层存在大量变形孪晶, 且孪晶间距随着深度的增加逐渐变宽; 距离表层约250 μm深处变形痕迹趋近消失, 保持为原始奥氏体粗晶组织。与此相比, SMRT-6P样品的梯度结构表层明显变厚, 整个变形层深达到约700 μm。距离表面约700至300 μm深度处微观结构与SMRT-1P样品次表层的情况类似, 逐渐呈现变形孪晶的特征(图1b)。随着距离表面深度的减小孪晶密度逐渐增大, 变形方式逐渐从单系孪生为主转变为多系孪生为主, 孪晶片层尺寸逐渐减小并大量交叉重叠。同时, 原始晶粒边界开始模糊。随着深度的进一步减小100 μm附近的组织发生明显的弯曲流变现象, 此时组织结构已难以用SEM清楚地观察。

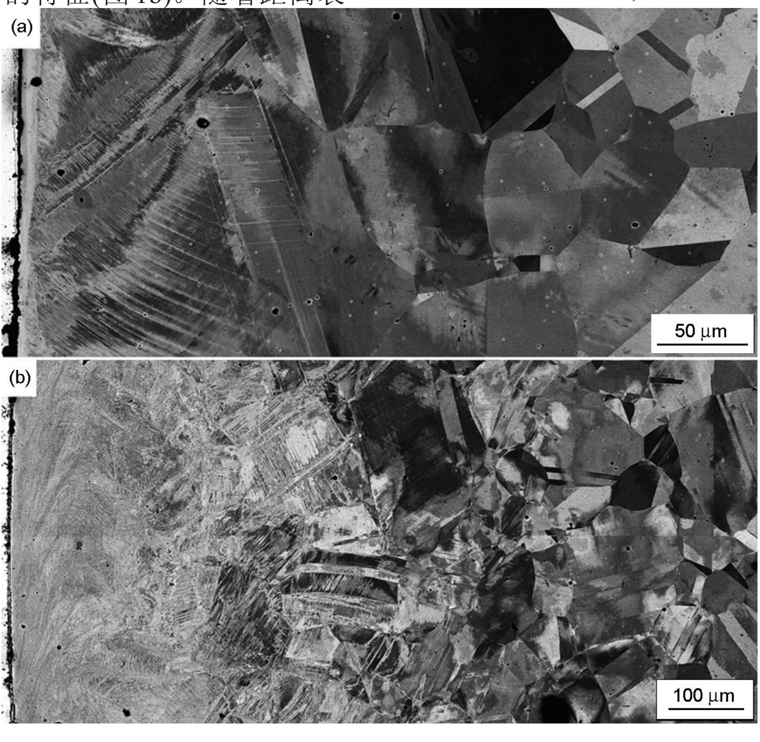


图1 316L不锈钢经不同道次SMRT后的SEM横截面形貌

Fig.1 Cross-sectional SEM morphologies of 316L samples after SMRT for 1 (a) and 6 (b) passes

SMRT-1P和SMRT-6P样品中截面硬度与层深关系, 如图2所示。两个样品靠近最表层处的硬度分别为3.7和5.8 GPa, 比初始状态的1.5 GPa都有明显的提高。随着层深的增加截面显微硬度呈指数下降, 两者的硬化层深分别超过400和1100 μm。SMRT样品表层硬度的提高, 主要应该归因于晶粒细化。此外, 表层中大量形变诱导马氏体相的生成以及残余压应力的提高, 也是硬度提高的原因[13]。

2.2 表层应变量对形变诱导马氏体相变的影响

图3给出了原始粗晶样品及经1~6道次SMRT处理后样品最表面的XRD谱。可以看到, 原始粗晶样品为单一奥氏体组织。经SMRT后试样表层都发生了不同程度的马氏体相变, SMRT-1P试样表面已从纯奥氏体相转变成以马氏体相为主的两相组织。随着SMRT道次的增加, 也即表层应变量的增大, 马氏体相衍射峰强度逐渐增强, 奥氏体相衍射峰强度相对减弱。处理到第6道次时XRD谱上只有微弱的奥氏体相衍射峰, 最表层组织几乎完全转变成马

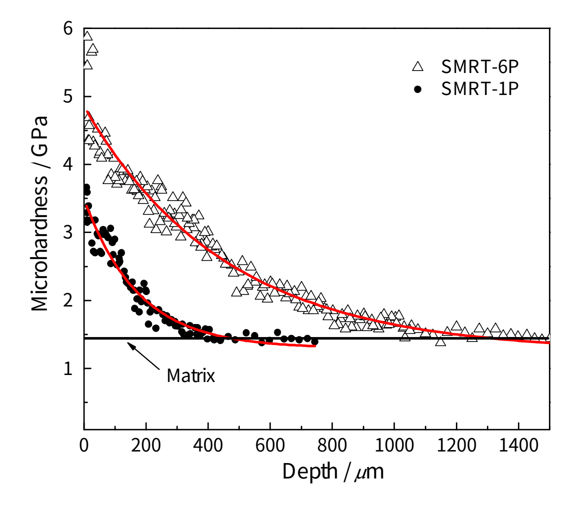


图2 经1道次和6道次SMRT后样品的显微硬度随深度的变化

Fig.2 Variations of microhardness along depth from the treated surface in the SMRT samples after 1 and 6 penetration passes

氏体相。

根据公式(1)计算出不同道次SMRT处理后样品表层中马氏体相的体积分数，如图4所示。可以看出，处理一个道次后表层马氏体含量达到73%。随着应变量的增加马氏体的含量继续增加，第6道次后马氏体含量达到85%以上。与316L在冷轧[14]等其它塑性变形方式不同，SMRT仅一个道次后表面已发生大量马氏体转变，而316L经室温拉伸[15]和SMAT[7, 16]等变形后仅有少量形变诱导马氏体生成。深度冷轧316L不锈钢板至板厚降低量为90%时样品中的马氏体含量约为25%，甚至在液氮温度冷轧相同板厚降低量下获得的马氏体含量也只有45%[17]。奥氏体不锈钢中形变诱导马氏体转变过程同时受到应变量、应力状态、应变速率和变形温度等因素的影响。应变量越大则材料内部产生的缺陷越多，马氏体越容易在缺陷处形核[18]。另外，在剪切应力状态下，相对于拉压与轧制等变形方式更利于促进马氏体相变[19, 20]。Shrinivas等[21]认为，316L不锈钢中马氏体的形核主要出现在剪切带的交汇处，受层错能的影响。为了产生大量马氏体转变必须对材料施加较大的应力应变量。因受SMRT变形方式的影响316L样品表层受到较大的剪切应变，在其中形成的大量剪切带和孪生交割点促进了马氏体相的形核。此外，应变速率的提高有与降低变形温度等同的效应[22]，高的应变速率还抑制了绝热升温，在SMRT过程中表层高的应变速率也有利于形变诱导马氏体相的生成。上述因素导致316L不锈钢原始样品表层的奥氏体相在加工一个道次后大量发生马氏体转变。随着压入道次的增多和总下压量的增大SMRT在样品表层产生的应变量进一步增大，使生成形变诱导马氏体相的含量进一步提高。

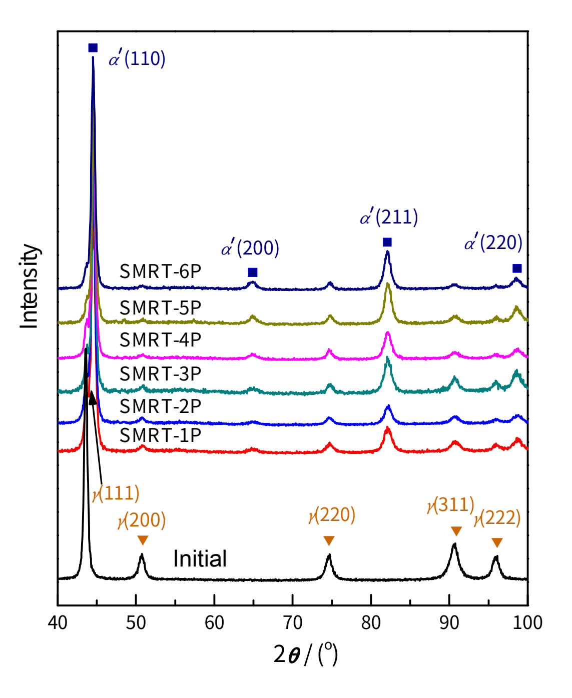


图3 不同道次SMRT处理后316L样品表层的XRD谱

Fig.3 XRD patterns of 316L surface layers after SMRT with different passes

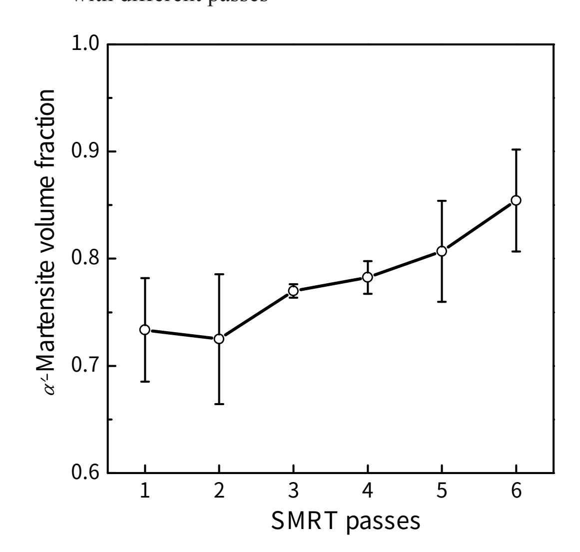


图4 样品最表面马氏体含量与SMRT加工道次的关系

Fig.4 Variation of α'-martensite content in the SMRT surface layer with penetration pass

2.3 微观结构与组织细化过程

以上结果表明，随着SMRT压入道次和压入深度的增加，316L不锈钢表层中变形量增大、晶粒细化程度加剧、形变诱导马氏体含量提高、梯度结构表层增厚。不难看出，同一深度的组织在SMRT过程中随着压入道次的增加先后经历了不同阶段的组织演变和晶粒细化过程。对SMRT-6P样品中截面梯度变形层微观结构特征的仔细观察，有利于阐明316L不锈钢在SMRT过程中梯度纳米结构表层的形成机制。

图5(a)给出了SMRT-6P试样在距离表面约500 μm深度处的微观结构。此时晶粒内部出现了高密度位错结构，形成位错缠结或平面位错列。随着距表面深度的减小应变和应变速率增大，在材料内部开始出现形变孪晶。如图5(b)所示，在深度200-300 μm范围内出现大量形变孪晶，孪晶的片层厚度约为十几个纳米，孪晶片层间充满了大量的位错结构。进一步的TEM观察表明，随着距表面深度的减小片层间距逐渐减小，孪晶密度持续增加并趋于饱和。变形孪晶的生成，是由于在层错能较低的316L不锈钢中位错容易发生塞积并产生应力集中。这使得孪生方向的分切应力达到临界应力值，塑性变形便开始以孪生的方式进行[23]。随着应力和应变量的进一步增大在原来的单系孪生基础上发生多系孪生，孪晶与孪晶之间以及孪晶与位错之间发

生交互作用, 此时组织内开始发生马氏体相变。

如图6所示, 距离表面~200 μm深度处, 在变形孪晶交割处及孪晶界面开始发生马氏体转变。经选区电子衍射(SAED)分析, γ基体与 α' 相之间的晶体学关系符合K-S(Kurdjumov-Sachs)关系, 即 $\{111\}_{\gamma}//\{011\}_{\alpha'}$, $[10\text{-}1]_{\gamma}//[11-1]_{\alpha'}$。马氏体形核于变形孪晶的交割点以及变形孪晶与晶界交汇处, 尺寸大约为100~200 nm。这与304不锈钢在SMAT[7]以及等通道转角挤压[24]过程中马氏体的形核及切变方式相同。随着应变量的增加孪晶片层内部同样出现了大量缺陷, 这些缺陷为潜在的马氏体形核提供了有利场所。同时, 孪晶片层相互作用产生了较大的剪切应力场, 为形变诱导马氏体转变提供了驱动力。随着深度不断减小, 组织由孪晶主导逐渐过渡为马氏体主导的结构。马氏体相变作为奥氏体不锈钢中除变形孪生和位错滑移外另一种变形方式, 通常具有 $\gamma\rightarrow\varepsilon\rightarrow\alpha'$和$\gamma\rightarrow\alpha'$两种转变形式, 均可将微米级的奥氏体晶粒细化至纳米级的两相混合组织。在本文实

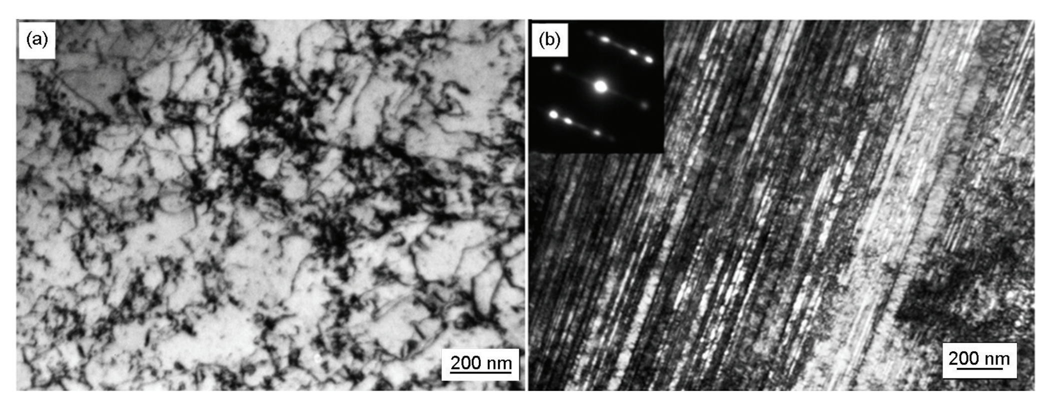


图5 ~500 μm深度处的位错结构TEM像和距离处理表面200-300 μm深度处的形变孪晶TEM像和选区电子衍射(SAED)谱

Fig.5 TEM images of dislocation structures at the depth of ~500 μm (a), and deformation twins and corresponding selected area electron diffraction (SAED) pattern at the depth of 200-300 μm (b)

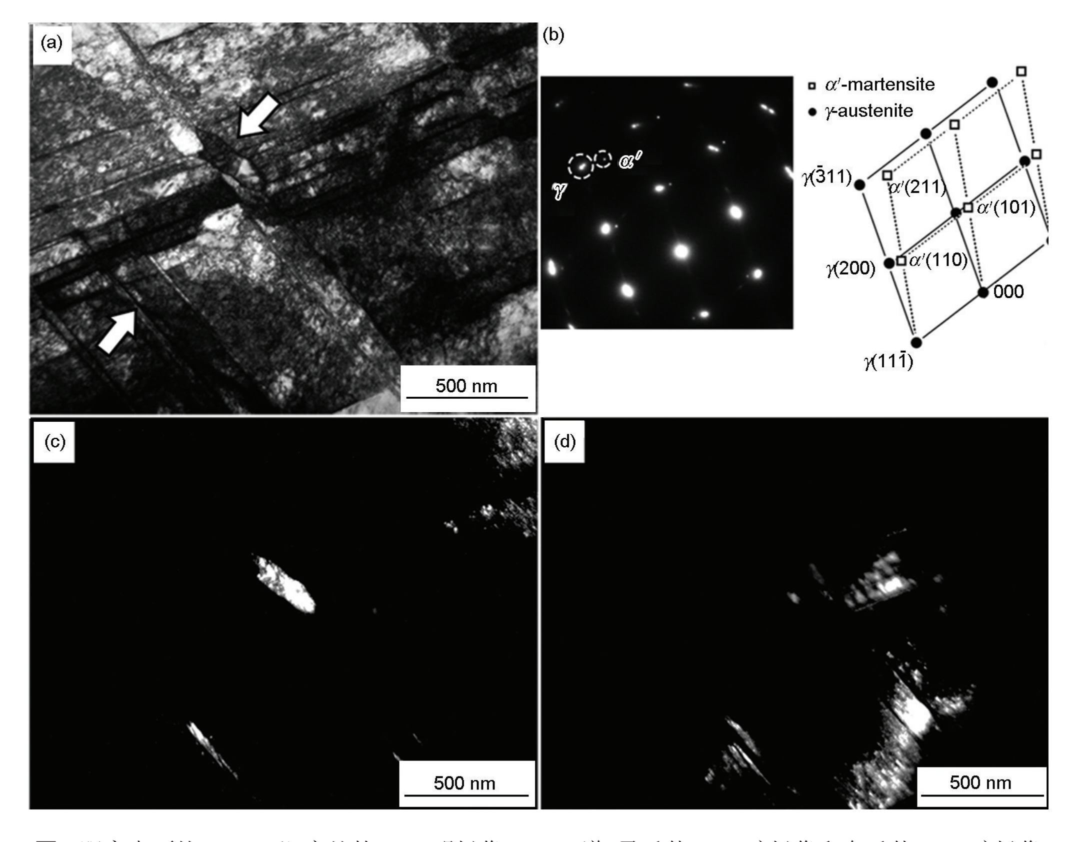


图6 距离表面约200 μm深度处的TEM明场像、SAED谱、马氏体TEM暗场像和奥氏体TEM暗场像

Fig.6 Bright-field TEM image (a) and corresponding SAED pattern and its indexed pattern of α'-martensite and austenite phases at ~200 μm in depth (b), (c) and (d) are dark-field TEM images of martensite and austenite phases in (a), respectively, taken from corresponding diffractions in (b)

验用316L不锈钢中并没有发现ε马氏体, 可能与ε马氏体容易在低温下生成并在很大程度上依赖于滑移带交割点有关[25]。ε相并非是α'马氏体转变过程中的一个必要相, 316L不锈钢的层错能高于304不锈钢, 加工温度高于E_d点(ε马氏体转变开始温度), 在具有中等应变量的层深处主要为孪生的变形方式[6]。随着层深的变小应变量增大, α'马氏体直接在晶界、孪晶内部缺陷、以及孪晶交汇处形核, 继而吞并周围奥氏体晶粒和合并长大, 最终形成大量的胞状马氏体组织。这种奥氏体粗晶→变形孪晶→α马氏体的变形机制与316L不锈钢在SMAT过程中的情况类似[3], 而SMRT的应变量更大、影响层更深, 从而表层获得的形变诱导马氏体含量更高。在10−70 μm深度范围内, 新形成的马氏体在剪切应力和位错的共同作用下演化成条带状的晶粒结构, 如图7所示。在距离表面约~10 μm处晶粒沿一个方向拉长, 短轴尺寸在100 nm以内, 晶粒内部包含大量位错。该位置的SAED谱衍射斑趋向于连续成环, 表明该处晶粒细小且取向趋于随机分布。进一步观察发现, 在这一深度范围内马氏体晶粒逐渐细化, 马氏体层片厚度随深度的减小而减小。其原因是, 已经生成的马氏体超细晶在强烈变形的作用下进一步细化, 同时在残存的奥氏体晶粒内部形成新的形变诱导马氏体, 分化出不同取向的马氏体晶胞。SMRT样品最表面的TEM明场和暗场像, 如图8所示。可以看出, 此时已经形成等轴状纳米晶。根据暗场像的统计结果表明, 晶粒尺寸约为55 nm。从相应的SAED谱可以看出, 纳米晶的衍射花样多数落在马氏体衍射环上, 仅有少量奥氏体衍射斑点, 说明样品最表层形成了以马氏体相为主的双相纳米晶组织, 与XRD物相分析结果一致。

基于上述在SMRT-6P样品表层不同深度处的微观结构演化特征, 316L不锈钢中随着距处理表面深度的变小其晶粒细化过程可分为7步(图9): (1)原始粗晶内生成高密度位错并发生位错交互作用; (2)发生形变孪生; (3)孪晶密度增大并趋于饱和; (4)孪晶内部发生形变诱导马氏体相变; (5)大部分奥氏体晶粒转变为马氏体晶粒; (6)形成片层状马氏体组织; (7)生成等轴纳米晶。形变孪生是具有较低层错能的奥氏体不锈钢的主要变形方式之一, 从孪晶到纳米晶的细化过程可以通过孪晶/基体片层的碎化与形成局部剪切带的方式实现[26]。例如, 304不锈钢在SMAT过程中通过多系孪晶的交割并在交叉处形成马氏体相的方式实现晶粒细化, 奥氏体相稳定性较高的316L不锈钢在动态塑性变形过程中的纳米晶则主要形成于孪晶受到局部剪切后的剪切带组织[11]。本文在温度低于M_d(形变诱发马氏体相变开始温度)SMRT变形时, 其在样品表层的高应变量

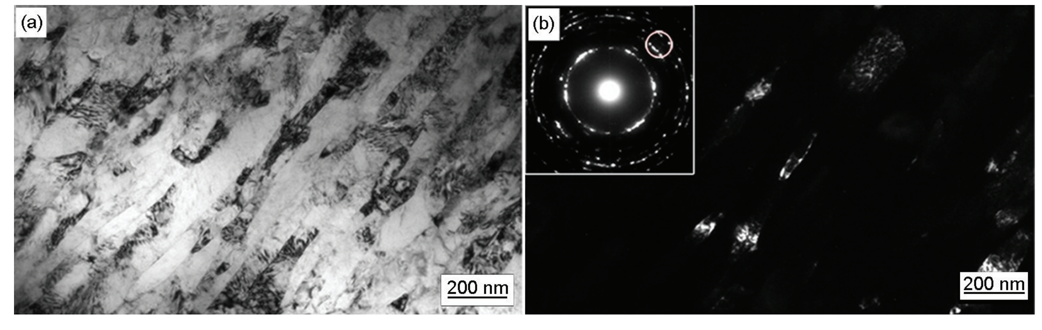


图7 SMRT-6P试样距离表面约~10 μm深度处的TEM明场像和暗场像及SAED谱

Fig.7 Typical bright-field (a) and dark-field (b) TEM images at ~10 μm in depth from the treated surface of the SMRT-6P sample, Insert in (b) shows corresponding SAED pattern

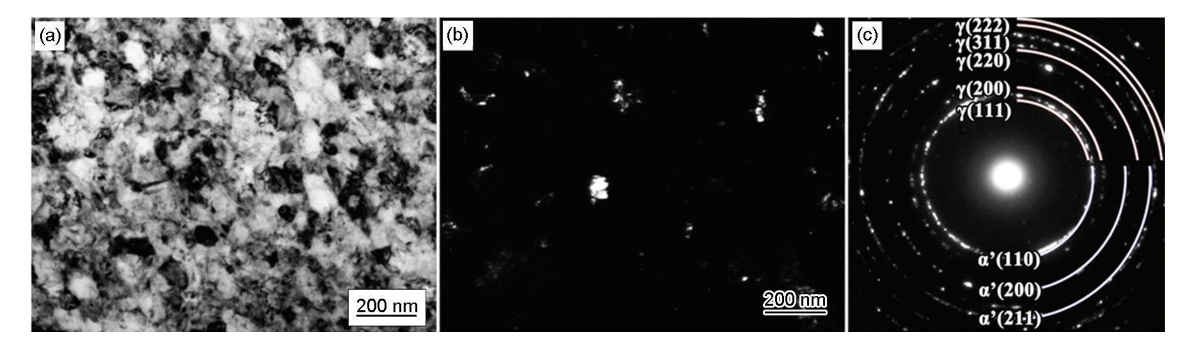


图8 SMRT-6P试样最表面的TEM明场像、暗场像和SAED谱

Fig.8 Typical bright-filed (a) and dark-field (b) TEM images at the topmost surface layer of the SMRT-6P sample, (c) shows corresponding SAED pattern

和高应变速率为马氏体相变提供了足够大的驱动力,加之表层存在明显剪切应力,大幅度促进了原始奥氏体相中的形变诱导马氏体相变,具有与降低形变温度类似的效果。形变诱导马氏体相的生成不但有利于SMRT表层的进一步形变和组织细化,与奥氏体相相比还进一步提高了材料表层强硬度,从而在316L不锈钢表面形成力学性能优良的梯度纳米结构表层[13]。

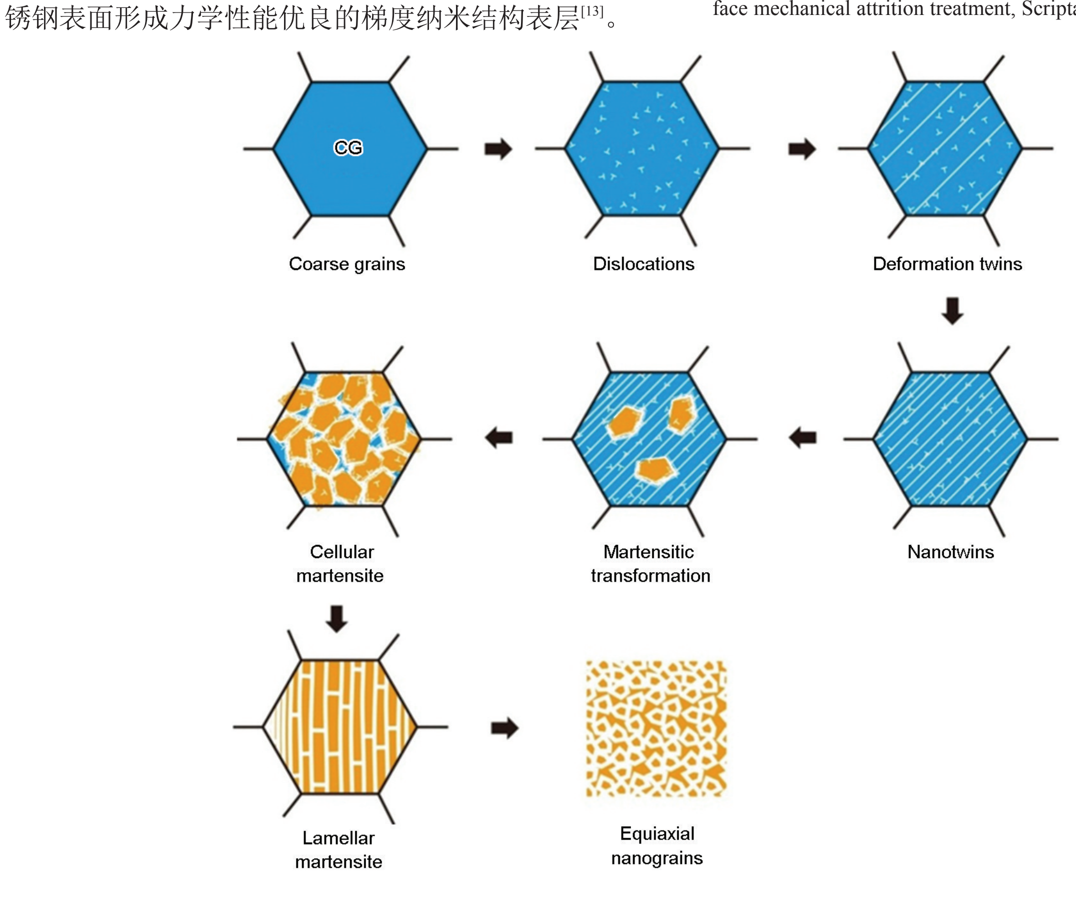


图9 SMRT 316L样品表层微观结构演化示意图

Fig.9 Schematic illustrations of the microstructure evolution in the SMRT surface layer

3 结　论

1. 经6道次SMRT后316L不锈钢表面形成了厚度达到1.1 mm的硬化层。显微硬度在最表层达到~5.8 GPa, 随着距表面深度的增大逐渐降低为基体的~1.5 GPa。

2. 316L不锈钢表层的奥氏体相在SMRT过程中发生形变诱导马氏体相变, 马氏体相含量随SMRT压入道次和压下量的增大而增多, 压入6道次后马氏体含量达到~85%。

3. 316L不锈钢样品在SMRT作用下先后经历了以高密度位错生成和交互作用、形变孪生、形变诱发马氏体相变和马氏体晶粒细化为主的微观结构演变机制, 最终在表面形成了以马氏体相为主、晶粒尺寸约为55 nm的等轴纳米晶。

参 考 文 献

1 K. Lu, Making strong nanomaterials ductile with gradients, Science, **345**(6203), 1455(2014)

2 X. H. Chen, J. Lu, L. Lu, K. Lu, Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel, Scripta Materialia, **52**(10), 1039 (2005)

3 T. Roland, D. Retraint, K. Lu, J. Lu, Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment, Scripta Materialia, **54**(11), 1949 (2006)

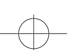
4 H. T. Wang, N. R. Tao, K. Lu, Architectured surface layer with a gradient nanotwinned structure in a Fe-Mn austenitic steel, Scripta Materialia, **68**(1), 22(2013)

5 H. W. Huang, Z. B. Wang, X. P. Yong, K. Lu, Enhancing torsion fatigue behaviour of a martensitic stainless steel by generating gradient nanograined layer via surface mechanical grinding treatment, Materials Science and Technology, **29**(10), 1200(2013)

6 F. Lecroisey. A. Pineau, Martensitic Transformations Induced by Plastic-Deformation In Fe-Ni-Cr-C System, Metallurgical Transactions, **3**(2), 387(1972)

7 H. W. Zhang, Z. K. Hei, G. Liu, J. Lu, K. Lu, Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment, Acta Materialia, **51**(7), 1871 (2003)

8 C. X. Huang, G. Yang, Y. L. Gao, S. D. Wu, S. X. Li, Investigation on the nucleation mechanism of deformation-induced martensite in an austenitic stainless steel under severe plastic deformation, Jour-



nal of Materials Research, **22**(3), 724(2007)

9 A. Y. Chen, H. H. Ruan, J. Wang, H. L. Chan, Q. Wang, Q. Li, J. Lu, The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel, Acta Materialia, **59**(9), 3697(2011)

10 G. B. Olson, M. Cohen, Kinetics of strain-induced martensitic nucleation, Metallurgical Transactions, **A6**(4), 791(1975)

11 F. K. Yan, G. Z. Liu, N. R. Tao, K. Lu, Strength and ductility of 316L austenitic stainless steel strengthened by nano-scale twin bundles, Acta Materialia, **60**(3), 1059(2012)

12 C. Ye, A. Telang, A. S. Gill, S. Suslov, Y. Idell, K. Zweiacker, J. M. K. Wiezorek, Z. Zhou, D. Qian, S. R. Mannava, V. K. Vasudevan, Gradient nanostructure and residual stresses induced by ultrasonic nano-crystal surface modification in 304 austenitic stainless steel for high strength and high ductility, Materials Science and EngineeringA-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **613**, 274(2014)

13 H. W. Huang, Z. B. Wang, J. Lu, K. Lu, Fatigue behaviors of AISI 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer, Acta Materialia, **87**, 150(2015)

14 M. Eskandari, A. Najafizadeh, A. Kermanpur, Effect of strain-induced martensite on the formation of nanocrystalline 316L stainless steel after cold rolling and annealing, Materials Science and Engineering: A, **519**, 46(2009)

15 K. Spencer, M. Veron, K. Yu-Zhang, J. D. Embury, The strain induced martensite transformation in austenitic stainless steels Part 1-Influence of temperature and strain history, Materials Science and Technology, **25**(1), 7(2009)

16 G. Liu, J. Lu, K. Lu, Surface nanocrystallization of 316L stainless steel induced by ultrasonic shot peening, Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, **286**(1), 91(2000)

17 C. Herrera, R. L. Plaut, A. F. Padilha, Microstructural refinement during annealing of plastically deformed austenitic stainless steels, Fundamentals of Deformation and Annealing, **550**, 423(2007)

18 S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Staudhammer, J. L. Smith, Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless-steel .1. magnetic measurements and mechanical- behavior, Metallurgical Transactions A- Physical Metallurgy and Materials Science, **13**(4), 619(1982)

19 J. R. Patel, M. Cohen, Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation, Acta Metallurgica, **1**(5), 531(1953)

20 H. C. Shin, T. K. Ha, W. J. Park, Y. W. Chang, Deformation-induced martensitic transformation under various deformation modes, Engineering Plasticity from Macroscale to Nanoscale Pts 1 and 2, **233**(2), 667(2003)

21 V. Shrinivas, S. K. VarmaL. E. Murr, Deformation-induced martensitic characteristics in 304-sainless and 316-stainless steels during room-temperature rolling, Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, **26**(3), 661(1995)

22 J. W. Christian, S. Mahajan, Deformation twinning, Progress in Materials Science, **39**(1-2), 1(1995)

23 M. A. Meyers, O. Vohringer, V. A. Lubarda, The onset of twinning in metals: A constitutive description, Acta Materialia, **49**(19), 4025(2001)

24 C. X. Huang, G. Yang, B. Deng, S. D. Wu, S. X. Li, Z. F. Zhang, Formation mechanism of nanostructures in austenitic stainless steel during equal channel angular pressing, Philosophical Magazine, **87**(31), 4949(2007)

25 T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, M. Ichihara, Experimental-study of martensite nucleation and growth in 18-8 stainless-steel, Acta Metallurgica, **25**(10), 1151(1977)

26 N. R. Tao, K. Lu, Nanoscale structural refinement via deformation twinning in face-centered cubic metals, Scripta Materialia, **60**(12), 1039(2009)

